

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-152746

(43)Date of publication of application : 09.06.1998

(51)Int.Cl.

G22C 38/00

G21D 9/32

G22C 38/38

G22C 38/58

F16H 55/06

(21)Application number : 08-310651

(71)Applicant : TOA STEEL CO LTD

(22)Date of filing : 21.11.1996

(72)Inventor : EGUCHI TOYOAKI

(54) BORON STEEL GEAR EXCELLENT IN FATIGUE RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To eliminate distortion of a gear and to markedly improve its fatigue strength and toughness by suppressing growth of grins at the time of carburizing and the formation of TiN inclusions which are defects in a boron steel gear.

SOLUTION: This gear has a chemical componental compsn. contg., by weight, 0.10 to 0.30% C, 0.01 to 0.50% Si, 0.3 to 2.0% Mn, 0.005 to 0.050% S, 0.10 to 2.0% Cr, 0.005 to 0.100% Nb, 0.0005 to 0.0050% B and $\leq 0.0150\%$ N, in which, as for impurities, the content of P is limited to $\leq 0.030\%$, Ti to $\leq 0.005\%$ and O to $\leq 0.0030\%$, furthermore contg. Al in the range of $0.010\% \leq \text{Al} \leq 0.150\%$ in the case of $\text{B}-(10.8/14)\text{N} \geq 0.0003\%$ and in the range of $27/14[(\text{N}-(14/10.8)\text{B}+0.024) \leq \text{Al} \leq 0.150\%$ in the case of $\text{B}-(10.8/14)\text{N} < 0.0003\%$, and the balance Fe with inevitable impurities. Then, an effective hardened layer having $\geq 550\text{Hv}$ Vickers hardness is formed to a depth of $\geq 0.30\text{mm}$ from the surface. Carburizing is executed in the temp. range of 850 to 1000°C.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 25.04.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3464356

[Date of registration] 22.08.2003

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-152746

(43) 公開日 平成10年(1998) 6 月 9 日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
C 2 1 D 9/32		C 2 1 D 9/32	A
C 2 2 C 38/38		C 2 2 C 38/38	
38/58		38/58	
F 1 6 H 55/06		F 1 6 H 55/06	
審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 10 頁)			

(21) 出願番号 特願平8-310651

(22) 出願日 平成 8 年(1996) 11 月 21 日

(71) 出願人 000109820

トーア・スチール株式会社

東京都千代田区五番町 6 番地 2

(72) 発明者 江口 豊明

宮城県仙台市泉区鶴が丘 4 - 11 - 28

(74) 代理人 弁理士 潮谷 奈津夫 (外 1 名)

(54) 【発明の名称】 耐疲労性に優れたボロン鋼歯車およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 ボロン鋼歯車の欠点である浸炭時の粒成長の抑止及びT i N 介在物生成の抑止により、歯車の歪みをなくし疲労強度及び靱性を格段に向上させる。

【解決手段】 重量%で、C : 0.10~0.30wt.%, S i : 0.01~0.50, M n : 0.3~2.0, S : 0.005 ~0.050, C r : 0.10~2.0, N b : 0.005 ~0.100, B : 0.0005~0.0050及びN : 0.0150以下を含有し、不純物としてP : 0.030 以下, T i : 0.005 以下及びO : 0.0030以下に限定し、更にA l を $B - (10.8 / 14) N \geq 0.0003 \text{ wt. \%}$ の時は、 $0.010 \text{ wt. \%} \leq A l \leq 0.150 \text{ wt. \%}$ の範囲内、そして、 $B - (10.8 / 14) N < 0.0003 \text{ wt. \%}$ の時は、 $27 / 14 \{ (N - (14 / 10.8) B + 0.024) \} \leq A l \leq 0.150 \text{ wt. \%}$ の範囲内含有し、残部がF e および不可避免の不純物よりなる化学成分組成とし、ピッカース硬さH v ≥ 550 である有効硬化層深さが表面から0.30mm以上まで形成させる。浸炭を850 ~1000℃の温度範囲内で行なう。

(2)

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.10~0.30wt.%,

Si : 0.01~0.50wt.%,

Mn : 0.3~2.0wt.%,

S : 0.005~0.050wt.%,

Cr : 0.10~2.0wt.%,

Nb : 0.005~0.100wt.%,

B : 0.0005~0.0050wt.%, および、

N : 0.0150wt.%以下

を含有し、不純物としての下記元素の含有率を、

P : 0.030wt.%以下、

Ti : 0.005wt.%以下、および、

O : 0.0030wt.%以下

に限定し、さらにAlを、

B - (10.8/14) N \geq 0.0003 wt.% の時は、0.010 wt.% \leq Al \leq 0.150 wt.%, そして、

B - (10.8/14) N < 0.0003 wt.% の時は、

27/14 { (N - (14 / 10.8) B + 0.024) } \leq Al \leq 0.150 wt.%

含有し、残留鉄および不可避的不純物よりなる化学成分組成を有し、且つ、ビッカース硬さHv \geq 550である有効硬化層深さが表面から0.30mm以上まで形成されていることを特徴とする、耐疲労性に優れたボロン鋼歯車。

【請求項2】 請求項1記載の発明の化学成分組成に、更に、

Ni : 0.01~1.00wt.%, および、

Mo : 0.01~0.50wt.%

からなる群から選ばれた1種以上を付加して含有する、請求項1記載の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車。

【請求項3】 C : 0.10~0.30wt.%,

Si : 0.01~0.50wt.%,

Mn : 0.3~2.0wt.%,

S : 0.005~0.050wt.%,

Cr : 0.10~2.0wt.%,

Nb : 0.005~0.100wt.%,

B : 0.0005~0.0050wt.%, および、

N : 0.0150wt.%以下

を含有し、不純物としての下記元素の含有率を、

P : 0.030wt.%以下、

Ti : 0.005wt.%以下、および、

O : 0.0030wt.%以下

に限定し、さらにAlを、

B - (10.8/14) N \geq 0.0003 wt.% の時は、0.010 wt.% \leq Al \leq 0.150 wt.%, そして、

B - (10.8/14) N < 0.0003 wt.% の時は、

27/14 { (N - (14 / 10.8) B + 0.024) } \leq Al \leq 0.150 wt.%

含有し、残留鉄および不可避的不純物よりなる化学成分組成を有する鋼塊または鋳片を調製し、得られた前記鋼

2

塊または鋳片を熱間圧延して丸棒を調製し、得られた前記丸棒を鍛造または／および切削加工により歯車形状に加工し、850~1000℃の温度範囲内で浸炭し、次いで焼入れおよび焼戻しを施すことを特徴とする、耐疲労性に優れたボロン鋼歯車の製造方法。

【請求項4】 請求項3記載の発明の化学成分組成に、更に、

Ni : 0.01~1.00wt.%, および、

Mo : 0.01~0.50wt.%

からなる群から選ばれた1種以上を付加して含有する、請求項3記載の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は従来のボロン鋼製歯車の改善に関するものであり、耐疲労性および耐衝撃性に一層優れたボロン鋼製歯車およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】表面を浸炭焼入れして使用される歯車用鋼材の代表的なものとして、JISG 4052（焼入れ性を保証した構造用鋼材）のSCr420（Cr : 0.85~1.25wt.%）やSCM420（Cr : 0.85~1.25wt.%, Mo : 0.15~0.35）が挙げられる。しかし近年、鋼材コストの低減、加工工程の合理化および簡略化に対する要求が強まっており、これに伴い下記技術の開発が望まれている。

【0003】①肌焼鋼（低炭素鋼および低炭素合金鋼で、主として浸炭焼入れによって表面硬化させる鋼）のCrおよびMo含有率を下げ、コストの低減を図る。
②歯車の製造工程で、熱間圧延により棒鋼を製造し、次いで焼鈍した後に鍛造により歯車形状に加工する場合、素材の強度を低下させ上記焼鈍を省略乃至簡略化することができる肌焼鋼を開発し、製造工程を効率化する。

【0004】このような素材の強度を低下させる方法としては、合金元素の含有率を減らすのが効果的である。しかし、肌焼鋼においてはCrやMoは浸炭焼入れ性や製品歯車の強度を確保するため重要な元素であり、いたずらにこれらの元素を削減することはできない。

【0005】このようなCrやMoを削減した場合に発生する肌焼鋼用合金鋼の問題を解決使用とするものとしてボロン鋼がある。ボロンは微量の添加により焼入れ性を大幅に向上させるので、高価な合金元素を削減したうえで浸炭焼入れ性や歯車の強度を確保するためには有益な元素である。しかしながら、焼入れ性向上に有効なのは固溶ボロンであって、窒化物（BN）として存在するボロンはその効果を発揮しない。そこで通常のボロン鋼では、Tiを添加してNをTiNの形態で固定し、BがNと結合しないように考慮されている。このような技術が、例えば特開昭57-70261号公報および特開昭

(3)

3

58-120719号公報に開示されている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】ボロン鋼に添加されたTiは上述したようにNをTiNの形態で固定する。しかしながら、TiNは比較的大きい角型の介在物として鋼中に存在するので、これが疲労の起点となり、歯車においてはチッピング等の面疲労や歯元疲労強度を低下させる。また、角型のTiNは歯車の耐衝撃値を低下させ、歯車に衝撃的な荷重がかかった場合に歯車の折損につながる恐れがある。そこで、このような恐れがなく、耐疲労性および耐衝撃性に優れたボロン鋼の開発が望まれている。

【0007】また、ボロン鋼は浸炭後に結晶粒が粗大化しやすく、これが歯車の歪みを増大させ、歯車からの騒音発生の原因になったりする。従って、この発明の目的は、上述した問題を解決して、Ti添加型の従来のボロン鋼歯車よりも靱性および疲労強度において一層優れたものとし、従来のSCM420が有する程度の靱性および疲労強度を備え、且つ、合金元素の削減により素材を軟質化させ、冷間または熱間鍛造前の軟化焼鈍の省略乃至簡略化や鍛造工具の寿命延長が可能な、耐疲労性に優れたボロン鋼歯車およびその製造方法を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上述した観点から耐疲労性に優れたボロン鋼歯車およびその製造方法を開発すべく鋭意研究を重ねた。その結果、Tiを添加せず、鋼中におけるAl-B-Nの化学平衡により決定される固溶Bの含有率を、焼入れ性に効果のある3ppm以上に確保する方策を研究し、浸炭処理中に粒成長を起こさず、衝撃特性および耐疲労性に優れたボロン鋼歯車を開発するに至った。

【0009】請求項1記載の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車は、下記化学成分組成を有し、且つ、下記表面層硬さを有することに特徴を有するものである。

(a) 化学成分組成

C: 0.10~0.30wt.%, Si: 0.01~0.50wt.%, Mn: 0.3~2.0wt.%, S: 0.005~0.050wt.%, Cr: 0.10~2.0wt.%, Nb: 0.005~0.100wt.%, B: 0.0005~0.0050wt.%, および、N: 0.0150wt.%以下を含有し、不純物として、P: 0.030wt.%以下、Ti: 0.005wt.%以下、および、O: 0.0030wt.%以下に限定する。更に、Alを、 $B - (10.8/14)N \geq 0.0003 \text{ wt. \%}$ の時は、 $0.010 \text{ wt. \%} \leq Al \leq 0.150 \text{ wt. \%}$ の範囲内、そして、 $B - (10.8/14)N < 0.0003 \text{ wt. \%}$ の時は、 $27/14 \{ (N - (14/10.8)B + 0.024) \} \leq Al \leq 0.150 \text{ wt. \%}$ の範囲内含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物よりなる。

【0010】(b) 表面層硬さ

4

ピッカース硬さHv ≥ 550 である有効硬化層深さが表面から0.30mm以上まで形成されている。

【0011】請求項2記載の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車は、請求項1記載の発明において、その化学成分組成に更に、Ni: 0.01~1.00wt.%, および、Mo: 0.01~0.50wt.%からなる群から選ばれた1種以上を付加して含有することに特徴を有するものである。

【0012】請求項3記載の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車の製造方法は、請求項1記載の発明の化学成分組成(上記(i)に同じ)を有する鋼塊または鋳片を調製し、得られた鋼塊または鋳片を熱間圧延して丸棒を調製し、得られた丸棒を鍛造または/および切削加工により歯車形状に加工し、850~1000℃の温度範囲内で浸炭し、次いで焼入れおよび焼戻しを施すことに特徴を有するものである。

【0013】請求項4記載の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車の製造方法は、請求項3記載の発明において、その化学成分組成に更に、Ni: 0.01~1.00wt.%, および、Mo: 0.01~0.50wt.%からなる群から選ばれた1種以上を付加して含有することに特徴を有するものである。

【0014】

【発明の実施の形態】この発明において、歯車の化学成分組成を上記の通り限定する理由を説明する。

【0015】(イ) 炭素(C): 0.10~0.30wt.%

Cは鋼の強度を確保するために必要な元素である。C含有率が0.10wt.%未満では所望の強度を確保するのが困難であるが、0.30wt.%を超えると靱性の低下が大きくなる。従って、C含有率は0.10~0.30wt.%の範囲内に限定する。

【0016】(ロ) シリコン(Si): 0.01~0.50wt.%

Siはこの発明においては添加する必要はないが、製鋼工程においてはSiはAlとの共同脱酸に効果を発揮する。しかしながら、Siは歯車においては浸炭性を阻害し、0.50wt.%を超えると浸炭に長時間を要する。従って、Si含有率は0.50wt.%以下に限定する。なお、歯車段階では実質的に含有されなくてもよいが、通常、0.01wt.%程度のSiは不可避免に残留する。

【0017】(ハ) マンガン(Mn): 0.3~2.0wt.%

Mnは鋼の焼入れ性を確保し、またSをMnSとして固定するので、靱性を向上させ、切削性を向上させるために必要な元素である。Mn含有率が0.3wt.%未満では所望の強度を確保するのが困難である。一方、2.0wt.%を超えると切削性が劣化する。従って、Mn含有率は0.30~2.0wt.%の範囲内に限定する。

【0018】(ニ) 硫黄(S): 0.005~0.05

(4)

5

0 wt. %、

Sは切削性を確保するために必要な元素である。しかしながら、0.005wt.%未満では切削性が劣る。一方、0.050wt.%を超えると靱性が劣化する。従って、S含有率は0.005～0.050wt.%の範囲内に限定する。

【0019】(ホ)クロム(Cr)：0.10～2.0 wt. %

Crは鋼の焼入れ性を確保するために必要な元素である。しかしながら、0.10wt.%未満では所望の強度を確保するのが困難である。一方、2.0wt.%を超えると切削性並びに靱性および疲労強度が劣化する。従って、Cr含有率は0.10～2.0wt.%の範囲内に限定する。

【0020】(ヘ)ニオブ(Nb)：0.005～0.10wt. %

従来のボロン鋼歯車の欠点である、浸炭時の粒成長を抑止し、歯車の歪みをなくすことは、この発明の重要課題である。この観点からNbを添加する。NbはNbの微細な炭窒化物をつくり、これが浸炭時の結晶の成長を抑止するので、結晶粒の粗大化防止に有効である。この目的のためにはNbを0.005wt.%以上添加する必要があるが、0.10wt.%を超えて添加しても効果は飽和し、コストが高くなる。従って、Nb含有率は0.005～0.10wt.%の範囲内に限定する。

【0021】(ト)ボロン(B)：0.0005～0.0050wt. %

Bは微量の添加により焼入れ性を確保するのに有効な元素である。ところがBによる焼入れ性向上のためには、窒化物(BN)、炭化物(BC)あるいは炭窒化物(B(C, N))のような化合物となっていない固溶Bの存在が必要である。その効果を発揮するためには固溶Bを0.0003wt.%以上確保し、且つトータルB(以下、単に「B」という)として0.0005wt.%以上確保する必要がある。固溶Bが0.0003wt.%未満だと、更に、歯車の芯部組織が十分にマルテンサイト化せず、ベイナイトやフェライトが混在して靱性および疲労強度が向上しない。一方、Bが0.0050wt.%を超えるとBの一部は炭窒化物を形成し、靱性を低下させる。また、炭窒化物の析出が破壊の起点になるので疲労強度も低くなる。従って、B含有率は0.0005～0.0050wt.%の範囲内に限定する。

【0022】(チ)燐(P)：0.030wt.%以下、Pは不純物元素として鋼の靱性を低下させるので0.030wt.%以下に限定する。

【0023】(リ)チタン(Ti)：0.005wt.%以下

従来のボロン鋼歯車の欠点である、TiN介在物の生成*

$$B - (10.8 / 14) N \geq 0.0003 \text{ wt. \%}$$

$$0.010 \text{ wt. \%} \leq A l \leq 0.150 \text{ wt. \%}$$

6

*を抑止して疲労強度および靱性を向上させることは、この発明の重要課題である。この観点からTi含有率を低く限定する。そして、Ti含有率を低く限定することに伴い、鋼材中のTiの固定機能をAl含有率を適切に添加することにより解決する。TiはNとの結合力が強くTiNを生成する。しかしながら、これは比較的大きい介在物を形成するので、疲労強度および靱性を低下させる原因となる。従って、本発明ではTiは不純物でありできるだけ少ない方がよい。そしてTiが0.005wt.%を超えると、上記弊害が現れる。従って、Ti含有率は0.005wt.%以下としなければならない。

【0024】(ヌ)酸素(O)：0.0030wt.%以下
OはAlと結合してアルミナ系介在物を形成し、TiN介在物と同様に疲労強度および靱性を低下させる原因となる。従って、本発明ではOは不純物でありできるだけ少ない方がよい。そしてOが0.0030wt.%を超えると、上記弊害が現れる。従って、O含有率は0.0030wt.%以下としなければならない。

【0025】(ル)窒素(N)：0.0150wt.%以下
NはBと結合してBNを形成し、固溶B含有率を低下させるのでBの焼入れ性効果を減ずる。しかし、NはAlと結合して微細なAlNを析出し結晶粒の粗大化を抑止する。しかし、Nが0.0150wt.%を超えると、製鋼時に窒素ガスのブローホールを生じ易くなり、靱性および疲労低下の原因となるので、Nは0.0150wt.%以下としなければならない。

【0026】Nの下限值については特に限定をしない。その理由は次の通りである。上述した通り、この発明においてNは微細なAlNの形態で有用な作用をする。従って、下記(ヲ)の項で限定する通りのAl含有率が確保されれば、Nの下限値を限定する必要はない。一方、鋼材中のN含有率は、通常、製鋼段階終了時点、即ち、 casting 終了時までに定まる。そして、この発明における歯車の対象となる鋼材のN含有率は、製鋼段階で脱Nを目的とする真空脱ガス処理をしない限り、大半の場合、0.002乃至0.003wt.%以上含有されることが経験上知られている。脱Nを目的とする上記真空脱ガス処理はコストが余分にかかる。よって、N含有率の下限値は設けるべきではない。

【0027】なお、製鋼用スクラップの品位および精錬炉(例えば電気炉の場合)により、製鋼段階終了時のN含有率は0.0150wt.%程度となることもあり得るので、上記理由により上限値を限定する。

【0028】以上より、N含有率は上限値のみを限定し、0.0150wt.%以下とする。そして下限値は限定しない。

(ヲ)アルミニウム(Al)含有率：

- (1) の時は、
- (2)

(5)

$$\begin{array}{l} \text{B} - (10.8 / 14) \text{N} < 0.0003 \text{ wt. \%} \text{ ----- (3) } \text{の時は、} \\ (27 / 14) \{ \text{N} - (14 / 10.8) \text{B} + 0.024 \} \leq \text{Al} \leq 0.150 \text{ wt. \%} \\ \text{----- (4)} \end{array}$$

Alは脱酸剤として必要な元素であると同時に、本発明においては固溶Bを確保するためにも必要な元素である。AlがNを固定したときに生成するAlNは、TiがNを固定して生成する比較的大型なTiN介在物とは異なり、微細な析出物となるので疲労強度や靱性を低下させる原因とはならないばかりか、逆に結晶粒を微細化することによって疲労強度や靱性を向上させる効果を有*10 (1)式:

$$\text{B} - (10.8 / 14) \text{N} \geq 0.0003 \text{ wt. \%} \text{ ----- (1)}$$

を満たす場合には、0.0003wt.%以上の固溶Bが確保される。(1)式の意味は、例えば、B=0.0025wt.%の時は、(1)式により、N≤0.0029wt.%が得られるから、Nが0.0029wt.%以下であれば固溶Bを0.0003wt.%以上残すことができることを示すものである。

【0030】B含有率とN含有率との間に(1)式が成り立つときは、固溶Bが0.0003wt.%以上確保され*

$$0.010 \leq \text{Al} \leq 0.150 \text{ wt. \%} \text{ ----- (2)}$$

に限定すべきである。

【0031】(ヲー②)これに対して、B含有率から、Bが化学量論的にNと結合するB量を差し引いた残部の★

$$\text{B} - (10.8 / 14) \text{N} < 0.0003 \text{ wt. \%} \text{ ----- (3)}$$

の場合は、他にNと結合し易い合金元素がない限り、Nは全量、Bと結合するので、固溶Bを0.0003wt.%以上確保することができない。そこで、Nと比較的結合し易いAlの量を増やし、Bと結合するNの量を減らしてBが焼入れ性向上に有効に作用するようにする。即ち、固溶B量を0.0003wt.%以上に確保する。その際、Alの上限値を0.150wt.%超えに増やすと、上☆

$$(27 / 14) \{ \text{N} - (14 / 10.8) \text{B} + 0.024 \} \leq \text{Al} \text{ ----- (5)}$$

を満たすように、Alを、NおよびB含有率に応じて添加することが必要である。(5)式は、例えば、N=0.0030wt.%でB=0.0025wt.%のときは、Alを0.047wt.%以上、N=0.0100wt.%でB=0.0025wt.%のときは、Alを0.060wt.%以上添加する必要があることを示す。

【0033】BとNとの間に(3)式が成り立つ場合でも、Alが0.010wt.%未満では脱酸が十分でなく、酸素量が0.0030wt.%を超えてアルミナ系介在物による疲労強度および靱性の低下原因となる。一方、Alを0.150wt.%を超えて添加すると、連続鋳造時のノズル詰まりや歯車の靱性の低下を招く。従って、Al含有率は、(3)式の場合であっても、少なくとも0.010≤Al≤0.150wt.%を満たさなければならず、更に、上述したように、下限は(5)式によって定まる値でなければならない。ところが、B含有率とN含有率との間に(3)式の関係があるときは、(5)式の左辺

*する。これが、従来型のTi添加ボロン鋼よりも疲労強度や靱性に格段に優れた歯車が得られる要因である。

【0029】(ヲー①)BはNと結合し易いので、他にNと結合し易い合金元素がないとNは全量、Bと結合する。従って、Bの含有率が、化学量論的にNと結合するB量より0.0003wt.%以上多い場合、即ち、下記

(1)式:

※るから、Al含有率の下限は、脱酸に必要な量だけあればよい。Alが0.010wt.%未満では脱酸が十分でなく、酸素量が0.0030wt.%を超えアルミナ系介在物による疲労強度および靱性の低下原因となる。一方、Alを0.150wt.%を超えて添加すると、連続鋳造時のノズル詰まりの発生や、アルミナクラスター介在物の発現により靱性の低下を招く。従って、Al含有率は、下記(2)式:

★Bが0.0003wt.%未満の場合、即ち、下記(2)式:

☆記と同じく疲労強度および靱性が低下するので増やしてはならず、下限値のみを増やす。

【0032】Al含有率の下限値決定に当たり、肌焼鋼における通常の焼入温度920℃で固溶Bを0.0003wt.%以上確保する。そのためには、Al-B-N系の化学平衡に基づき本発明者が実験的に見出した下記

(5)式:

$$\text{----- (5)}$$

は常に0.046と算出される。

【0034】従って、Al含有率の下限は(5)式により定まる値(NおよびB含有率に依存して定まる値)であり、上限は常に0.150wt.%とすべきである。即ち、Al含有率は上記(4)式を満たす範囲内に限定すべきである。

【0035】図1に、本発明の範囲内のAl含有率下限値のN含有率への依存性を、B含有率が0.0005、0.0025および0.0050wt.%の各場合について例示する。図1について説明する。

【0036】B=0.0005wt.%と低いとき:Nが、N≤0.0003wt.%なら、Alを0.010wt.%以上添加すれば固溶Nを0.0003wt.%以上に確保することができるが、N>0.0003wt.%となるとAlを0.046wt.%を超え添加しなければ固溶Bを0.0003wt.%以上に確保することができない。即ち、通常得られるN含有率として例えば、N=0.0030wt.%ある

(6)

9

いは0.0150wt.%のときには、それぞれ $A1=0.051\text{wt.}\%$ 以上あるいは $0.075\text{wt.}\%$ 以上添加しなければ固溶Bを $0.0003\text{wt.}\%$ 以上に確保することができない。ところが、
 $B=0.0050\text{wt.}\%$ と高くなったとき：Nが、 $N\leq 0.0061\text{wt.}\%$ なら、 $A1$ を $0.010\text{wt.}\%$ 以上添加すれば固溶Bを $0.0003\text{wt.}\%$ 以上に確保することが*

$$27/14(N-14/10.8B+0.033)\leq A1\leq 0.150\text{wt.}\%$$

を満たすようにしなければならないことを本発明者は見出した。例えば、 $N=0.0030\text{wt.}\%$ で $B=0.0025\text{wt.}\%$ のときは、 $A1$ の範囲は $0.063\leq A1\leq 0.150\text{wt.}\%$ となる。

【0038】(ワ) ニッケル(Ni)：1.0wt.%以下、モリブデン(Mo)：0.5wt.%以下

NiおよびMoはいずれも、強度および靱性を向上させる作用を有する。歯車に与えようとする所定の強度および靱性の大きさに応じた量を添加する。Ni：1wt.%以下(添加しない場合も含む)およびMo：0.5wt.%以下(添加しない場合も含む)の両方またはいずれか一方を添加する。NiおよびMoは高価な元素であるから、コスト高にならないようにするために上限を定める。

【0039】以上の元素の他にPb、CaおよびBi等の快削性を向上させる元素を適宜添加してもよい。この他にCuおよびSn等の不可避免的に混入する元素を不純物として含んでもよい。

【0040】次に、この発明において、上記化学成分組成を有する鋼塊または鋳片を上述した通りの製造方法に限定した理由を説明する。丸棒を熱間圧延により調製するのは、コストが安価で効率よく製造することができるからである。次に、従来は、素材である上記丸棒を歯車形状に加工するに先立って軟化焼鈍を施し、素材の強度を適切に下げて次工程の鍛造性または/および切削加工※

表1

	化学成分組成 (wt.%)														浸炭温度 ℃
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	O	B	N	A	
鋼A	0.20	0.25	0.79	0.015	0.015	—	0.65	—	0.008	0.002	0.0015	0.0025	変化	変化	920

【0045】図2に、鋼1～9のA1およびN含有率を示す。図2で斜線内部は、B含有率 $=0.0025\text{wt.}\%$ の場合の本発明の範囲内のA1およびN含有率の組合せ領域を示す。従って、鋼1～5は本発明の範囲内の化学成分組成を有し、鋼6、7および9はA1含有率のみが本発明の範囲外、そして鋼8はN含有率が本発明の範囲外の化学成分組成を有する。上記各鋼塊を70mmφ棒に熱間圧延し、次いで熱間鍛造および切削によりモジュール2.5、歯数28枚の歯車形状に加工した。これらの歯車を $920^{\circ}\text{C}\times 5\text{hr}$ の浸炭処理後、 840°C か

10

*できる。そして、 $N=0.0061\text{wt.}\%$ を超えあるいは $0.0150\text{wt.}\%$ のときは、それぞれ $A1=0.046\text{wt.}\%$ を超えあるいは $0.064\text{wt.}\%$ 以上添加すれば固溶Bを $0.0003\text{wt.}\%$ 以上に確保することができる。

【0037】なお、焼入れ性の安定のためには、固溶Bは $0.0004\text{wt.}\%$ 以上確保するのが望ましく、そのためには、A1含有率を下記(6)式：

----- (6)

※性をよくすると共に、鍛造工具や切削工具の延命を図っていた。これに対して、請求項3記載の発明では、素材の強度を下げるためにMo添加を全く行わず、軟化焼鈍を省略乃至簡略化(焼鈍時間の短縮化等)し、そして鍛造、切削加工を行なうことができる。

【0041】このようにして得られた歯車形状の鋼材を、 $850\sim 1000^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内で浸炭する。浸炭温度をこのように広範囲にとることができるのは、鋼の化学成分組成を上記の通り限定したためである。浸炭温度を広範囲にとることができるので、浸炭処理工程の管理が容易で且つ工程運用がやり易い。次いで行なう焼入れおよび焼戻しの条件は常法によればよく、特に限定する必要はない。

【0042】

【実施例】次に、この発明の耐疲労性に優れたボロン鋼歯車の製造方法を、実施例によって更に詳細に説明する。実施例は試験1～試験3で行なった。

【0043】(試験1)表1に示す鋼Aのように、B含有率を $0.0025\text{wt.}\%$ で一定とし、A1およびN含有率を種々変化させた化学成分組成の鋼(鋼1～9)のそれぞれを150kg真空溶解し鋼塊を調製した。

【0044】

【表1】

ら焼入れをし、 170°C で焼戻しを行った。なお、熱間圧延以降の製造方法は本発明の範囲内である。

【0046】以下、鋼1～5および鋼6～9から上記の通り製造された歯車をそれぞれ、実施例1～5および比較例6～9という。このようにして得られた各歯車を試験に供した。

【0047】歯車の浸炭・焼入れによる硬化層深さをビッカース硬さ $H_V\geq 550$ で表わし測定した。また、浸炭および熱処理後の歯車からJIS3号の衝撃試験片を採取し、室温での衝撃試験を行なった。一方、歯車をシ

(7)

11

ヨットピーニング処理後、疲労試験を行って歯車の疲労限度を求めた。上記試験結果を図3に示す。

【0048】図3より、下記事項がわかる。本発明の範囲内にある実施例1～5はいずれも、浸炭・焼入れ後の硬化層深さが0.55mm前後と良好であり、且つ、衝撃値および疲労限度も十分高い。

【0049】これに対して、化学成分組成の内一つでも本発明の範囲外である比較例6～9はいずれも、硬化層深さ、衝撃値および疲労限度の内少なくとも一つにおいて劣っている。即ち、比較例6は、Al含有率が本発明の範囲より低く(0.010wt.%未満)脱酸不良のため、靱性および疲労限度とも低い。

【0050】比較例7は、B(トータルB)は0.0025wt.%で本発明の範囲内にあるが、N=0.0065wt.%であるから上記(3)式のときに該当し、Al含有率は(4)式を満たさなければならないが、その下限値よりも小さい。従って、固溶Bが0.0003wt.%以上に確保されていない。よって、焼入れ性不足のため硬化層が浅く、芯部組織が十分にマルテンサイト化しておらずベイナイトやフェライトが混在して靱性および疲労限度も低い。

【0051】比較例8は、B=0.0025wt.%、N=*

表2

	化学成分組成 (wt.%)														浸炭温度 ℃
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	O	B	N	Al	
鋼B	0.21	0.05	1.05	0.027	0.047	—	0.33	—	0.030	0.004	0.0028	変化	0.0050	変化	920

【0054】鋼10～18のAlおよびB含有率を図4に示す。図4で斜線内部は、N含有率=0.0050wt.%の場合の本発明の範囲内のAlおよびB含有率の組合せ領域を示す。従って、鋼10～14は本発明の範囲内の化学成分組成を有し、鋼15、16および18はAl含有率のみが本発明の範囲外、そして鋼17はN含有率が本発明の範囲外の化学成分組成を有する。上記各鋼塊を試験1と同じく、70mmφ棒に熱間圧延し、次いで熱間鍛造および切削によりモジュール2.5、歯数28枚の歯車形状に加工した。これらの歯車を920℃×5hrの浸炭処理後、840℃から焼入れをし、170℃で焼戻しを行った。なお、この熱間圧延以降の製造方法は本発明の範囲内である。

【0055】以下、鋼10～14および鋼15～18から上記の通り製造された歯車をそれぞれ、実施例10～14および比較例15～18という。このようにして得られた各歯車を試験1と同じ試験をし、歯車の硬化層深さ、衝撃値および疲労限度を求めた。試験結果を図5に示す。

【0056】図5より、下記事項がわかる。本発明の範囲内にある実施例10～14はいずれも、浸炭・焼入れ

12

*0.0156wt.%であるから、 $B - (10.8/14)N = -0.0095wt. \%$ となる。従って、(3)式が成り立つ時に該当する。そこで(5)式の左辺： $(27/14)\{N - (14/10.8)B + 0.024\}$ を計算すると、0.070wt.%となるので、(5)式は、 $0.070wt. \% \leq Al \leq 0.150wt. \%$ となる。比較例8のAl含有率は図2によれば、0.107wt.%である。従って、Al含有率は十分含まれているので、固溶Bは0.0003wt.%以上に確保されている。従って、硬化層深さは約0.6mmあり良好である。しかしながら、N含有率が本発明の範囲より高い(0.0156wt.%)ので、鋼中に窒素ガスのブローホールが発生したため靱性が不足し、また疲労限度も低い。

【0052】比較例9はAlが0.15wt.%より高いので、アルミナクラスター介在物の発現により靱性が不足し、また疲労限度も低い。

【試験2】表2に示す鋼Bのように、N含有率を0.0050wt.%で一定とし、BおよびN含有率を種々変化した化学成分組成の鋼(鋼10～18)のそれぞれを150kg真空溶解し鋼塊を調製した。

【0053】

【表2】

後の硬化層深さが0.60mm前後と良好であり、且つ、衝撃値および疲労限度も十分高い。

【0057】これに対して、化学成分組成の内一つでも本発明の範囲外である比較例15～18はいずれも、硬化層深さ、衝撃値および疲労限度の内少なくとも一つにおいて劣っている。即ち、比較例15はB(トータルB)としては0.0016wt.%で本発明の範囲内にあるが、N含有率=0.0050wt.%であるから上記(3)式のときに該当する。従って、Al含有率は(4)式を満たさなければならないが、その下限値よりも小さい。従って、固溶Bが0.0003wt.%以上に確保されていない。よって、焼入れ性不足のため硬化層が浅く、また、マルテンサイトへの変態が不完全で、内部の強度も不足して靱性および疲労限度も低い。

【0058】比較例16は、Al含有率が本発明の範囲より低く(0.010wt.%未満)脱酸不良のため、靱性および疲労限度とも低い。比較例17は、B含有率が本発明の範囲より高い(0.0055wt.%)ので靱性が低下し、疲労限度も低い。

【0059】比較例18は、Alが0.15wt.%より高いため、靱性が不足し、また疲労限度も低い。

(8)

13

〔試験 3〕表 3 に示す化学成分組成の鋼（鋼 19～32）のそれぞれを 150 kg 真空溶解し鋼塊を調製した。上記各鋼塊を試験 1 および 2 と同じく、70 mm φ 棒に熱間圧延し、必要に応じて軟化焼鈍した後、冷間鍛造および切削によりモジュール 2.5、歯数 28 枚の歯*

表 3

		化 学 成 分 組 成 (wt.%)														浸炭 温度 (℃)	硬化 層深さ (mm)	衝擊 値 (J/cm ²)	疲労 強度 (N・a)	鍛造 前の 焼鈍
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	O	B	N	Al					
実施例19	鋼19	0.19	0.25	0.79	0.015	0.025	—	0.65	—	0.008	0.002	0.0015	0.0036	0.0025	0.016	920	0.45	145	350	省略
実施例20	鋼20	0.12	0.05	1.76	0.027	0.047	—	0.13	—	0.030	0.004	0.0028	0.0026	0.0142	0.075	880	0.32	156	330	短縮
実施例21	鋼21	0.28	0.46	0.36	0.008	0.018	—	1.85	—	0.094	0.002	0.0008	0.0008	0.0042	0.065	990	0.78	103	380	“
実施例22	鋼22	0.23	0.03	1.10	0.016	0.006	—	0.95	—	0.056	0.001	0.0020	0.0047	0.0093	0.088	905	0.55	132	350	“
実施例23	鋼23	0.25	0.15	0.86	0.019	0.024	—	0.56	0.39	0.045	0.004	0.0023	0.0025	0.0054	0.115	890	0.45	123	345	“
実施例24	鋼24	0.17	0.27	0.45	0.025	0.018	0.65	0.35	0.15	0.034	0.002	0.0013	0.0014	0.0025	0.075	930	0.65	143	355	“
比較例25	鋼25	0.35	0.21	1.10	0.015	0.018	—	0.35	—	0.034	0.003	0.0035	0.0025	0.0077	0.079	910	0.67	67	330	実施
比較例26	鋼26	0.25	0.56	2.15	0.035	0.024	—	0.65	—	0.015	0.002	0.0015	0.0035	0.0035	0.098	930	0.35	75	280	“
比較例27	鋼27	0.08	0.21	0.45	0.021	0.056	—	0.05	—	0.045	0.005	0.0009	0.0043	0.0045	0.135	980	0.24	45	220	“
比較例28	鋼28	0.18	0.21	0.29	0.025	0.024	—	0.68	—	0.115	0.001	0.0024	0.0018	0.0017	0.093	900	0.56	56	235	“
比較例29	鋼29	0.23	0.06	1.15	0.011	0.026	—	0.55	—	0.045	0.009	0.0012	0.0024	0.0034	0.074	860	0.54	65	240	“
比較例30	鋼30	0.20	0.14	0.86	0.013	0.024	—	2.15	—	—	0.002	0.0015	0.0021	0.0054	0.078	900	0.65	57	260	“
比較例31	鋼31	0.21	0.17	0.82	0.016	0.014	—	0.76	—	—	0.035	0.0012	0.0023	0.0045	0.035	890	0.55	62	255	“
比較例32	鋼32	0.22	0.12	0.95	0.014	0.017	—	1.15	0.18	—	—	0.0018	—	0.0055	0.025	900	0.58	132	335	“

【0061】鋼 19～24 は本発明の範囲内の化学成分組成および製造方法のものであり、一方、鋼 25～32 は少なくとも一つの化学成分組成が本発明の範囲外のものである。

【0062】以下、鋼 19～24 および鋼 25～32 から上記の通り製造された歯車をそれぞれ、実施例 19～24 および比較例 25～32 という。このようにして得られた各歯車を試験 1 および 2 と同じ試験をし、歯車の硬化層深さ、衝撃値および疲労強度を求めた。試験結果を表 3 に併記する。

【0063】上記試験結果より下記事項がわかる。実施例 19～24 はいずれも、浸炭・焼入れ後の硬化層深さが 0.3 mm 以上と良好であり、且つ、衝撃値および疲労強度も良好なものであった。

【0064】これに対して、化学成分組成の内一つでも本発明の範囲外である比較例 25～32 はいずれも、硬化層深さ、衝撃値および疲労強度の内少なくとも一つにおいて劣っている。即ち、比較例 25 は、C および O 含有率が本発明の範囲内より高いので、靱性が低い。

【0065】比較例 26 は、Si、Mn および P 含有率が本発明の範囲内より高いので、靱性および疲労強度が低い。比較例 27 は、本発明の範囲内より C 含有率が低いので硬化層が 0.3 mm 以下と浅く疲労強度が低い。一方 S 含有率が高いので靱性および疲労強度も低い。

【0066】比較例 28 は、本発明の範囲内より Mn 含

14

* 車形状に加工した。これらの歯車を本発明の範囲内の各種温度で 5 hr の浸炭処理をした後、840℃から焼入れをし、170℃で焼戻しを行った。

【0060】

【表 3】

有率が低く、Nb 含有率が高いので靱性および疲労強度が低い。比較例 29 は、Ti 含有率が本発明の範囲内（0.005 wt.% 以下）より高いので靱性および疲労強度共に低い。

【0067】比較例 30 は、Cr 含有率が本発明の範囲内より高いので、靱性および疲労強度が低い。比較例 31 は、Ti で N を固定した従来型のボロン鋼であるが、Ti が本発明の範囲内より高いので、靱性および疲労強度共に低い。

【0068】比較例 32 は、従来の SCM420 であり、Nb および B を含有しないので本発明の範囲外であるが、靱性および疲労特性共に優れている。しかしながら、比較例 32 では、棒に熱間圧延後、歯車形状に冷間鍛造する前に軟化焼鈍をする必要がある。これに対して、実施例 19 においては、熱間圧延ままの素材強度が 910 N/mm² から 680 N/mm² に低下し、これによって鍛造前の軟化焼鈍を省略することができた。また、他の実施例ではいずれも、焼鈍時間を短縮することができた。

【0069】

【発明の効果】以上述べたように、この発明によれば、Ti 添加型の従来型のボロン鋼歯車より格段に優れた靱性および疲労強度を有し、従来の SCM420 と同等の靱性および疲労強度特性を有する歯車が得られる。また、請求項 1 および 2 記載の発明によれば、従来の SCM420 よりも合金元素の削減が可能になり、これによ

(9)

15

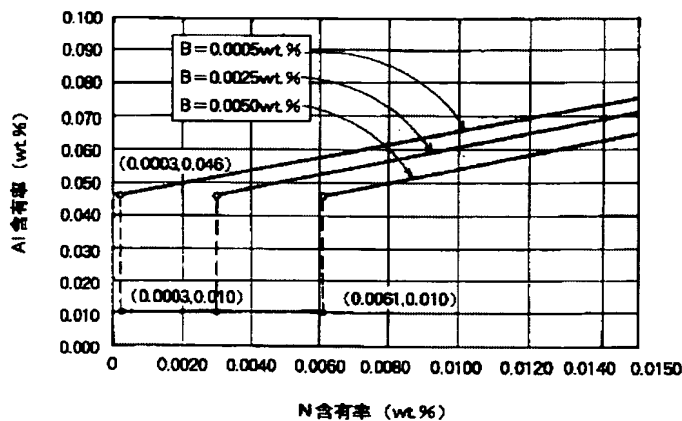
って素材が軟質化するので従来鋼で行なわれていた軟化焼鈍を省略乃至簡略化することができ、また、鍛造工具の寿命が延び、切削性が向上するという利点を有する。このように耐疲労性に優れたボロン鋼歯車およびその製造方法を提供することができ、工業上有用な効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

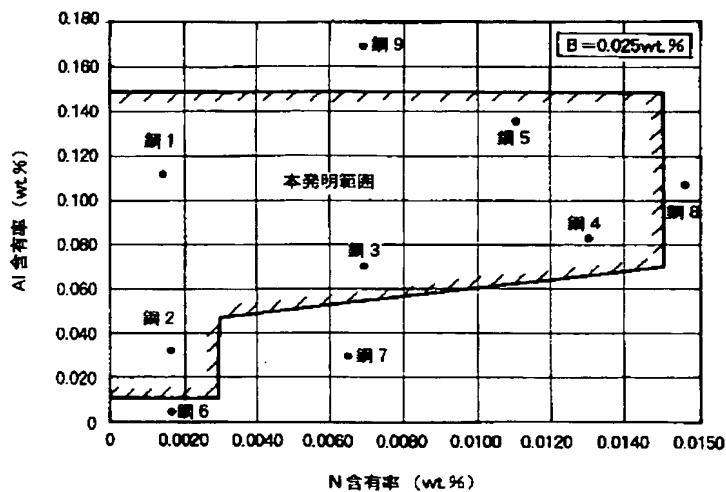
【図1】本発明の範囲内のA1含有率下限値のN含有率への依存性を、B含有率が0.0005、0.0025および0.0050wt.%の各場合について示すグラフである。

【図2】B含有率が0.0025wt.%の場合における本

【図1】



【図2】



16

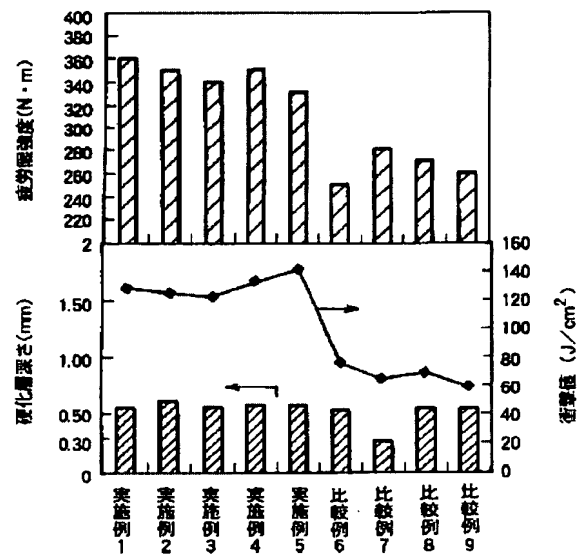
発明の範囲内のA1およびN含有率を示す領域と、実施例および比較例のA1およびN含有率をプロットしたグラフである。

【図3】実施例および比較例における試験結果の一例を示すグラフである。

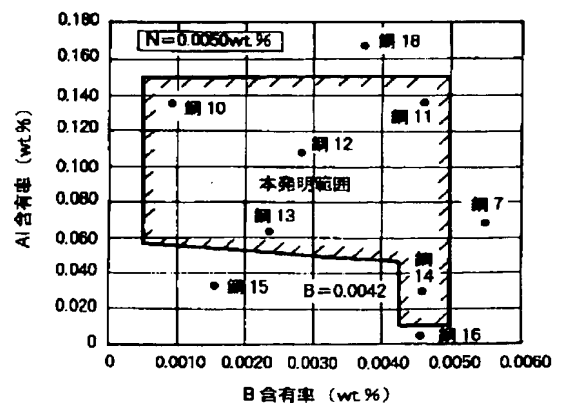
【図4】N含有率が0.0050wt.%の場合における本発明の範囲内のA1およびB含有率を示す領域と、実施例および比較例のA1およびB含有率をプロットしたグラフである。

【図5】実施例および比較例における試験結果の他の例を示すグラフである。

【図3】



【図4】



(10)

【図5】

